

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-090520

(43)Date of publication of application : 04.04.1995

(51)Int.Cl.

C22F 1/08
C22C 9/06

(21)Application number : 05-263019

(71)Applicant : MITSUBISHI SHINDOH CO LTD

(22)Date of filing : 27.09.1993

(72)Inventor : FUTATSUKA RENSEI
KUMAGAI JUNICHI
CHIBA SHUNICHI
KIKUKAWA KAZUNORI

(54) PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH CU ALLOY SHEET BAR

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce the high-strength Cu alloy sheet bar having particularly excellent bending workability.

CONSTITUTION: A Cu alloy cast billet having a compsn. contg. 2 to 5% Ni, 0.3 to 1% Si, 0.1 to 2% Zn, 0.001 to 0.05% Mg and 0.05 to 1% Sn, and the balance Cu with inevitable impurities and contg. sulfur (S) and carbon (C) as the inevitable impurities each in a content of ≤ 20 ppm and ≤ 20 ppm is subjected to hot rolling, then to rapid cooling by water cooling and surface machining. In succession, the Cu alloy cast billet is repetitively subjected to cold rolling and annealing and is then subjected to cold rolling prior to finishing, then to a finishing treatment. This finishing treatment is executed by subjecting the billet to a soln. heat treatment, then to a primary aging treatment and is then subjected to a secondary aging treatment after finish cold rolling. This secondary aging treatment is executed at a temp. relatively higher than the primary aging treatment.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 25.09.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] By weight %, nickel:2-5%, Si:0.3-1%, Zn:0.1-2%, Contain Mg:0.001-0.05% and Sn:0.05-1%, and the remainder consists of Cu and an unescapable impurity. And it is S:20 ppm about the content of sulfur (S) and carbon (C) as an unescapable impurity, respectively. Following, C:20 ppm In the manufacturing method of Cu alloy ***** which performs finishing processing succeeding after repeating and giving cold rolling and annealing after quenching after hot-rolling Cu alloy ingot which has the composition made into the following and carrying out facing, and performing cold rolling before finishing It is the manufacturing method of high intensity Cu alloy ***** which the above-mentioned finishing processing consists of a process which gives a primary aging treatment after carrying out solution treatment, and gives a secondary aging treatment after finishing subsequently and cold-rolling, and is characterized by performing the above-mentioned secondary aging treatment at high temperature more relatively than a primary aging treatment.

[Claim 2] After holding the solution treatment in the above-mentioned finishing processing at 700-900 degrees C for 5 seconds to 60 minutes, it is performed on condition that quenching, a primary aging treatment It carries out on condition that maintenance at 300-600 degrees C for 0.5 to 12 hours, and finishing cold rolling is performed in rate of rolling 5-35%. a secondary aging treatment It is the manufacturing method of high intensity Cu alloy ***** according to claim 1 characterized by carrying out on condition that maintenance at 350-650 degrees C for 0.01 to 600 minutes, and performing a secondary aging treatment at high temperature more relatively than a primary aging treatment.

[Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to the manufacturing method of high intensity Cu alloy ***** (a board and **) for forming the electric electronic parts which excelled before in bending nature further, for example, a connector, a leadframe, etc.

[0002]

[Description of the Prior Art] Since intensity and conductivity are combined, Cu alloy of a Cu-nickel-Si system has been used as electric electronic-parts material, such as a connector and a leadframe, for many years. The manufacturing process of this Cu-nickel-Si system Cu alloy *****, A process, the rate of rolling repeat cold rolling and annealing succeeding, quench an ingot with water cooling after hot rolling, and it generally carries out facing, become from the process which performs finishing processing after performing cold rolling before finishing, and the above-mentioned finishing processing carries out solution treatment at 650-900 degrees C: The bird clapper is known from about 15 - 75% of process finished and cold-rolled, and the process which carries out an aging treatment at 350-550 degrees C (refer to JP,5-59505,A).

[0003]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] Extreme bending is needed in order to create electric electronic parts, such as this small connector, leadframe, etc., in recent years. However, when extreme bending was performed using Cu-nickel-Si system Cu alloy ***** manufactured by the above-mentioned conventional manufacturing process and electric electronic parts, such as a small connector and a leadframe, were created, the technical problem of a crack occurring was in the extreme bending portion.

[0004]

[Means for Solving the Problem] Then, this invention person etc., without spoiling properties, such as conductivity, tensile strength, and elongation The result which inquired to obtain high intensity Cu alloy ***** excellent in the bending nature which a crack generates even if it performs extreme bending, and which is not things; Quench Cu alloy ingot with water cooling after hot rolling, it carries out facing, and solution treatment of the ***** which performed cold rolling before finishing rolling after repeating cold rolling and annealing succeeding is carried out. After giving a primary aging treatment, when finishing cold rolling was performed and the secondary aging treatment was given at temperature higher subsequently than primary aging-treatment temperature, the knowledge that Cu alloy ***** which was excellent in bending nature conventionally was obtained was acquired.

[0005] This invention is made based on this knowledge. by the weight nickel:2-5%, Si: 0.3-1%, Zn:0.1-1%, Mg:0.001-0.05%, Contain Sn:0.05-1% and the remainder consists of Cu and an unescapable impurity. And it is S:20 ppm about the sulfur (S) as an unescapable impurity, and a carbonaceous (C) content, respectively. Following, C:20 ppm Cu alloy ingot which has the composition made into the following is quenched with water cooling after hot rolling. In the manufacturing method of high intensity Cu alloy ***** which carries out facing, performs cold rolling before finishing after repeating and giving cold rolling and annealing succeeding, and subsequently performs finishing processing the above-mentioned finishing processing An after

primary aging treatment is carried out, after [which carried out solution treatment] finishing subsequently and cold-rolling, a secondary aging treatment is given, and the above-mentioned secondary aging treatment has the feature in the manufacturing method of high intensity Cu alloy ***** performed at high temperature more relatively than a primary aging treatment.

[0006] As for the solution treatment in the above-mentioned finishing processing, it is desirable to carry out on condition that quenching after maintenance for 5 seconds - 60 minutes at 700-900 degrees C. Although it is desirable to perform finishing cold rolling in 5 - 35% of range, it is desirable to carry out on condition that maintenance at 350-650 degrees C for 0.01 to 600 minutes as for a secondary aging treatment and these conditions are included within the limits of the manufacture conditions of the conventional Cu-nickel-Si system Cu alloy In the manufacturing method of high intensity Cu alloy ***** of this invention It is characterized by performing more relatively than a secondary aging treatment finishing with dissolution object-ized processing and inserting the primary aging treatment of the conditions of maintenance at 300-600 degrees C between cold rolling processes for 0.5 to 12 hours, and the above-mentioned primary aging treatment with the degree of low temperature.

[0007] The reason which limited component composition of Cu alloy used by the manufacturing method of this invention is as follows.

[0008] (a) nickel and Si — both [these] components are unitedly distributed minutely on a base — Although it has the operation which a subject forms and has the intermetallic compound which consists of nickel₂ Si, and raises intensity The improvement effect in on the strength of a request of the content less than [nickel:2%] and less than [Si:0.3%] is not acquired. Since conductivity came to have fallen on the other hand when the content of nickel exceeded 5%, and hot-working nature came to have fallen when the content of Si exceeded 1%, the content was determined as nickel:2-5% and Si:0.3-1%, respectively.

[0009] (b) although the ZnZn component had the operation which raises the heat-resistant detachability of solder, the effect of a request [at less than 0.1%] of the content to the aforementioned operation was not acquired, but since conductivity came to have fallen rapidly when the content exceeded 2% on the other hand, the content was determined as 0.1 - 2%

[0010] (c) although the MgMg component had the operation which raises hot-working nature, the hot-working disposition top effect of a request of the content at less than 0.001% was not acquired, but since no much more improvement effect showed up and there was even if the content exceeded 0.05% on the other hand, the content was determined as 0.001 - 0.05%

[0011] (d) although the SnSn component had the operation which raises adhesion intensity with the epoxy resin which are sealing agents, such as a semiconductor device, the improvement effect of a request [at less than 0.05%] of the content to the aforementioned operation was not acquired, but since conductivity came to have fallen when the content exceeded 1% on the other hand, the content was determined as 0.05 - 1%

[0012] (e) S as an unescapable impurity, and general C — this kind of Cu alloy — as an unescapable impurity — S and C — respectively — 30 ppm although contained below — these contents of S and C — respectively — 20 ppm the content of these S and C since the improvement effect in adhesion on the strength of the request by the above-mentioned Sn is not acquired unless it makes it below — respectively — 20 ppm You have to restrict to below.

[0013] Although quench with water cooling after hot rolling, facing is carried out, cold rolling and annealing are repeated and a finishing total-pressure total is carried out like the conventional manufacture method in the manufacture method of this invention after obtaining Cu alloy meeting of the above-mentioned component composition, the reason for condition limitation of each processing which exists in the feature for giving the following finishing processings succeedingly, and is included in this finishing processing is as follows.

[0014] (f) Although it is the processing performed to the well which suppresses the deposit of a solution treatment nickel silicide as much as possible, and avoids big and rough-ization of a recrystallization grain, and it carries out as short-time maintenance is carried out for a long time, when processing temperature is high when processing temperature is low Since dissolution-izing of nickel silicide is inadequate even if it holds less than 5 seconds at the

temperature to which nickel silicide more than ***** turns big and rough, and exceeds 950 degrees C on the other hand preferably even if it holds exceeding 60 minutes at less than 700 degrees C, it is not desirable. Therefore, solution treatment conditions were set to 700-950 degrees C for 5 seconds - 60 minutes at maintenance.

[0015] (g) If nickel silicide is deposited minutely and so much before finishing cold rolling and it cold-rolls by finishing where intensity is raised, after performing the primary aging-treatment above-mentioned solution treatment, suppressing the deposit of nickel silicide as much as possible and preventing big and rough-ization of a recrystallization grain, although bending nature will improve sharply Since effect sufficient on a bending disposition was not acquired whether it holds exceeding 12 hours at less than 300 degrees C in that case or held for less than 0.5 hours exceeding 600 degrees C and, primary aging-treatment conditions were set to 300-600 degrees C and 0.5 - 12-hour maintenance.

[0016] (h) although finishing cold rolling finishing cold rolling was carried out in order to heighten the effect of a secondary aging treatment further, when there were few effects of the improvement in on the strength of the rate of rolling at less than 5%, the rate of rolling exceeded 35% and a crack came to have occurred at the time of bending, the rate of rolling was defined to 5 - 35% from time

[0017] (i) Although it carried out in order to deposit a secondary aging-treatment nickel silicide minutely and to raise intensity, in order to raise especially bending nature, it set to 350-650 degrees C and the conditions for 0.01 - 600 minutes from the place where processing at high temperature relatively is more desirable than primary aging-treatment temperature.

[0018]

[Example]

Cu alloy which has the component composition (% of the weight) shown in example 1 table 1 was made into the ingot which had the size of thickness:150mm, width-of-face:500mm, and length:3000mm** by the semi-continuous casting method using the usual low frequency dielectric fusion furnace. It hot-rolled at the rolling start temperature of 950 degrees C to this ingot, and considered as the thickness:11mm hot-rolling board, and after water cooling, facing of the vertical side of the aforementioned hot-rolling board was carried out, and it could be thickness:10mm. The sheet metal of the thickness which repeats cold rolling, annealing, and pickling and is shown in Table 2 - 4 by the cold rolling before finishing in this was manufactured.

[0019] The sheet metal of the thickness shown in Table 2 - 4 which was cold-rolled before the above-mentioned finishing and obtained [Immediately after [which carried out temperature x time maintenance] being shown in Table 2 - 4 within a salt bath furnace, water-cooled solution treatment is performed. The primary aging treatment of temperature x time shown in Table 2 - 4 by the clean heating furnace after grinding, pickling and is given, and after finishing and cold-rolling at the rate of rolling subsequently to Table 2 - 4 shown, the secondary aging treatment of the temperature x time maintenance succeedingly shown in Table 2 - 4 is given. this invention methods 1-20 and comparison methods 1-7 were enforced. Furthermore, the comparison method 8 which omitted the secondary aging treatment, and the conventional method 1 without a primary aging treatment were enforced. About Cu alloy sheet metal manufactured by these this invention methods 1-20, comparison methods 1-8, and the conventional method 1, tensile strength, elongation, bending nature, and conductivity were measured by the following method, and those measurement results were shown in Table 5 - 8.

[0020] (A) JIS which extracted tensile strength and the measurement sample of elongation at the rolling direction at parallel (BW shows to Table 5 - 8), and the right angle (GW shows to Table 5 - 8) No. 13 Tensile strength and elongation were measured using B test piece.

[0021] (B) Measurement JIS of conductivity It measured based on H0505.

[0022] (C) Measurement CES of bending nature Based on M0002-5, the value of inside bend-radius (R) / board thickness (t) parallel and when it makes it right-angled, it observes the central bending section of W-bending with a 75 times as many optical microscope as this and a crack occurs was measured for load:9807N, R:0-0.75mm (0.075mm multiple) of inside bend radii,

and the bending shaft to the rolling direction. Thus, bending nature is excellent, so that the value of measured R/t is small, and it is shown that bending nature is so bad that it is large.

[0023]

[Table 1]

Cu 合金	成 分 組 成 (重量%)							
	Ni	Si	Zn	Sn	Mg	S	C	Cu
	3.51	0.76	0.37	0.23	0.013	0.0016	0.0008	残部

[0024]

[Table 2]

種 別	仕上げ前冷間 圧延による板厚 (mm)	仕 上 げ 処 理 条 件			
		溶体化処理 (温度×時間)	一次時効処理 (温度×時間)	仕上げ厚さ0.15mmまで の仕上げ冷間圧延率 (%)	二次時効処理 (温度×時間)
1	0.188	800℃×10秒	450℃×2時間	20	500℃×180分
2	0.177	750℃×30秒	430℃×3時間	15	450℃×180分
3	0.188	800℃×10秒	500℃×1時間	20	530℃×240分
4	0.167	850℃×5秒	450℃×2時間	10	500℃×240分
5	0.177	780℃×40分	450℃×2時間	15	480℃×600分
6	0.167	700℃×20秒	450℃×2時間	10	500℃×120分
7	0.167	900℃×10秒	450℃×2時間	10	500℃×120分
8	0.167	800℃×5分	300℃×2時間	10	480℃×0.5分
9	0.167	800℃×5分	350℃×2時間	10	480℃×0.5分
10	0.177	800℃×5分	500℃×2時間	10	580℃×0.1分
本 発 明 法					

[0025]

[Table 3]

種 別	仕上げ前冷間 圧延による板厚 (mm)	仕 上 げ 処 理 条 件			
		溶体化処理 (温度×時間)	一次時効処理 (温度×時間)	仕上げ厚さ0.15mmまで の仕上げ冷間圧延率 (%)	二次時効処理 (温度×時間)
11	0.167	800℃× 5分	550℃×2時間	10	580℃×0.1分
12	0.158	850℃× 5秒	450℃×3時間	5	500℃×0.1分
13	0.200	850℃× 5秒	450℃×3時間	25	500℃×0.1分
14	0.214	850℃× 5秒	450℃×3時間	30	500℃×0.1分
15	0.231	850℃× 5秒	450℃×3時間	35	500℃×0.1分
16	0.176	800℃× 5分	450℃×3時間	15	470℃×0.2分
17	0.176	800℃× 5分	450℃×3時間	15	500℃×0.2分
18	0.176	800℃× 5分	450℃×3時間	15	520℃×0.2分
19	0.176	800℃× 5分	450℃×3時間	15	550℃×0.2分
20	0.176	800℃× 5分	450℃×3時間	15	570℃×0.2分

本 発 明 法

[0026]

[Table 4]

種 別	仕上げ前冷間 圧延による板厚 (mm)	仕 上 げ 処 理 条 件				
		溶 体 化 処 理 (温度×時間)	一次焼 処 理 (温度×時間)	仕上げ厚さ0.15mmまで の仕上げ冷間圧延率 (%)	二 次 焼 処 理 (温度×時間)	
比 較 法	1	0. 167	800℃ × 5分	250℃* × 8時間	10	450℃×240分
	2	0. 158	850℃ × 30秒	650℃* × 3時間	5	400℃×180分
	3	0. 155	900℃ × 10秒	500℃ × 2時間	3*	550℃×10分
	4	0. 167	650℃* × 10時間	450℃ × 3時間	10	550℃×10分
	5	0. 188	950℃* × 40分	450℃ × 2時間	20	500℃×1分
	6	0. 176	700℃× 1時間	450℃× 2時間	30	400℃* × 1分
	7	0. 167	750℃×30分	450℃× 2時間	15	200℃* × 240分
	8	0. 250	850℃× 5秒	450℃× 2時間	40	-*
従来法 1	0. 250	850℃× 5秒	-*	40	450℃×180分	

*印は、この発明の条件から外れた値を示す。

<EMI ID=000004 HE=170 WI=122 LX=0440 LY=0300>. [0027]
[Table 5]

種 別		1), 2) 試料の採取方向	C u 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm ²)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% I A C S)
本 発 明 法	1	GW	830	6	1	40
		BW	810	6	1	
	2	GW	810	6	0.5	41
		BW	800	7	0.5	
	3	GW	850	8	1	39
		BW	820	9	1	
	4	GW	860	7	1	38
		BW	820	8	1	
	5	GW	840	7	1	39
		BW	810	8	1	
	6	GW	815	8	1	41
		BW	805	9	1	
	7	GW	840	6	1	38
		BW	815	6	1	
	8	GW	800	8	0.5	38
		BW	790	9	0.5	

[0028]

[Table 6]

種 別		1). 2) 試料の採取方向	C u 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3). 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (%IACS)
本 発 明 法	9	GW	807	8	0.5	41
		BW	795	9	0.5	
	10	GW	812	8	0.5	40
		BW	800	9	0.5	
	11	GW	810	9	0.5	41
		BW	800	10	0.5	
	12	GW	830	8	0.5	40
		BW	810	9	0.5	
	13	GW	860	6	1	38
		BW	820	6	1	
	14	GW	865	6	1	38
		BW	835	5	1.5	
	15	GW	870	5	1.5	38
		BW	860	5	1.5	
	16	GW	840	7	1	41
		BW	823	8	1	

[0029]

[Table 7]

種 別		1), 2) 試料の採取方向	Cu 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲 げ 加 工 性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)
本 発 明 法	17	GW	840	8	1	41
		BW	820	9	1	
	18	GW	837	9	1	40
		BW	817	9	1	
	19	GW	830	9	1	40
		BW	815	9	1	
	20	GW	825	9	0.5	41
		BW	812	10	0.5	
比 較 法	1	GW	730	8	1	32
		BW	700	9	1	
	2	GW	770	9	1	42
		BW	740	10	1	
	3	GW	730	8	1	40
		BW	705	9	1	
	4	GW	650	8	1	45
		BW	630	9	1	

[0030]
[Table 8]

種 別		1), 2) 試料の採取方向	Cu 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)
比 較 法	5	GW	850	5	2	32
		BW	820	5	2	
	6	GW	780	4	1.5	38
		BW	770	5	1.5	
	7	GW	800	5	1.5	37
		BW	780	6	1.5	
	8	GW	880	2	4	39
		BW	885	1	5	
従 来 法	1	GW	760	7	3.0	39
		BW	770	8	2.5	

1) GWは圧延方向に平行に採取した試料を示す。

2) BWは圧延方向に垂直に採取した試料を示す。

3) 曲げ加工性は曲げ軸が圧延方向に直角の場合GW、平行の場合BWとした。

4) Rは内側曲げ半径、tは板厚を示す。

[0031] Compared with Cu alloy sheet metal obtained by the conventional method 1 which the process of a solution treatment → finishing cold rolling → aging treatment finished Cu alloy sheet metal obtained from the contents shown in Table 2 - 8, and the result by this invention methods 1-20 which the process of a solution treatment → primary aging-treatment → finishing cold rolling → secondary aging treatment finished, and were processed, and was processed, it turns out that all are excellent in bending nature. However, the comparison methods 1-7 finished and processed at the temperature and the rate of rolling from which it separated from the conditions of this invention even if it performed the same finishing processing, and the comparison method 8 which omitted the secondary aging treatment understand the value and bird clapper which are not desirable for at least one of tensile strength, elongation, bending nature, and conductivity.

[0032] The thickness:11mm hot-rolling board was produced for Cu alloy ingot from which the component composition shown in example 2 table 9 differs on the same conditions as an example 1, and after water cooling, facing of the vertical side of the aforementioned hot-rolling board was carried out, it was referred to as thickness:10mm, cold rolling, annealing, and pickling were repeated and performed to this, and the board was prepared a thickness:1.0mm finishing

total-pressure total by the finishing total-pressure total. Temperature after performing solution treatment of water cooling after temperature:800 degree C and 10 second maintenance to this finishing total-pressure total board: Perform rate:of rolling15% of finishing cold rolling to Cu alloy sheet metal which gave 450 degrees C and the primary aging treatment of 3-hour maintenance, and gave this primary aging treatment further, and subsequently give the secondary aging treatment of maintenance for temperature:500 degree C and 0.5 minutes. Thickness: 0.15mm Cu alloy sheet metal was produced, and this invention methods 21-23 and comparison methods 10-21 were enforced.

[0033] Tensile strength, elongation, bending nature, and conductivity were measured for Cu alloy sheet metal obtained with these inventing methods 21-23 and comparison methods 10-21 like the example 1, and those measurement results were shown in Table 10 and 11.

Furthermore, other properties were also shown in the remarks column of Table 10 and 11.

[0034]

[Table 9]

種別		Cu合金薄板の成分組成（重量％）							
		Ni	Si	Zn	Mg	Sn	S	C	Cu+ 不純物
本発明法	21	2.5	0.6	0.3	0.015	0.1	0.002	0.001	残
	22	3.0	0.7	0.5	0.010	0.2	0.001	0.001	残
	23	3.5	0.8	0.3	0.010	0.2	0.001	0.001	残
比較法	10	1.5*	0.4	0.4	0.007	0.3	0.002	0.001	残
	11	6.0*	1.5	0.3	0.009	0.2	0.001	0.001	残
	12	2.5	0.1*	0.3	0.009	0.2	0.001	0.001	残
	13	5.0	1.3*	0.3	0.012	0.3	0.002	0.002	残
	14	3.3	0.7	0.05*	0.013	0.2	0.001	0.002	残
	15	3.1	0.75	2.5*	0.009	0.2	0.001	0.002	残
	16	2.7	0.7	0.4	0.005*	0.4	0.002	0.001	残
	17	2.8	0.7	0.5	0.07*	0.4	0.002	0.001	残
	18	3.0	0.65	0.3	0.012	0.03*	0.002	0.002	残
	19	2.8	0.7	0.3	0.013	1.2*	0.001	0.001	残
	20	2.8	0.7	0.3	0.008	0.4	0.003*	0.002	残
	21	3.0	0.72	0.3	0.012	0.4	0.001	0.003*	残

(*印は、この発明の範囲から外れた値を示す。)

[0035]

[Table 10]

種 別	1), 2) 試料の採取方向	Cu 合金薄板の特性				備 考
		引張り強さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)	
本 発 明 法	2 1	GW	810	6	1	45
		BW	800	6	1	
	2 2	GW	830	6	0.5	40
		BW	810	6	0.5	
	2 3	GW	850	6	0.5	36
		BW	820	7	0.5	
比 較 法	1 0	GW	720	5	1.0	52
		BW	700	6	1.0	
	1 1	GW	880	4	1.5	25
		BW	860	4	1.5	
	1 2	GW	700	8	1.0	38
		BW	680	7	1.0	
	1 3	GW	870	4	1.5	28
		BW	850	5	1.0	
1 4	GW	830	6	1.0	38	ハンダ耐熱 剥離性不良
	BW	810	6	1.0		

[0036]

[Table 11]

種 別	1), 2) 試料の採取方向	Cu 合金薄板の特性				備 考
		引張り強さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)	
15	GW	850	5	1	25	-
	BW	820	6	1		
16	GW	820	6	1	43	熱間加工性 不良
	BW	800	6	1		
17	GW	820	6	1	30	-
	BW	800	6	1		
18	GW	840	5	1	41	樹脂との密着 強度不良
	BW	810	6	1		
19	GW	830	6	1	21	-
	BW	810	6	1		
20	GW	820	6	1	40	熱間加工性 不良
	BW	800	6	1		
21	GW	830	6	1	39	熱間加工性 不良
	BW	800	6	1		

1) GWは圧延方向に平行に採取した試料を示す。
 2) BWは圧延方向に垂直に採取した試料を示す。
 3) 曲げ加工性は曲げ半径、tは板厚を示す。
 4) Rは内側曲げ半径、tは板厚を示す。

[0037] From the result shown in Table 9 - 11, as a raw material, nickel:2-5%, Si:0.3-1%, Zn:0.1-2%, Mg:0.001-0.05%, and Sn:0.05-1% are contained. The remainder consists of Cu and an unescapable impurity, and it is S:20 ppm about the sulfur (S) as an unescapable impurity, and a carbonaceous (C) content, respectively. The following and C:20 ppm This invention methods 21-23 using the Cu-nickel-Si system Cu alloy which has the composition made into the following. It turns out that all are excellent in a property compared with the comparison methods 10-21 from which obtained Cu alloy sheet metal has separated from the conditions of this invention.

[0038]

[Effect of the Invention] As mentioned above, it becomes possible to perform severe bending using Cu alloy ***** which could manufacture Cu alloy ***** which was excellent in bending nature, without degrading intensity and conductivity according to this invention, and was manufactured according to the manufacturing method of this invention, electric electronic parts, such as a still smaller connector and a leadframe, can be manufactured, and it can greatly contribute to development of industry.

[Translation done.]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-90520

(43)公開日 平成7年(1995)4月4日

(51)IntCl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 F 1/08		B		
C 2 2 C 9/06				

審査請求 未請求 請求項の数2 F D (全 14 頁)

(21)出願番号 特願平5-263019

(22)出願日 平成5年(1993)9月27日

(71)出願人 000176822

三菱伸銅株式会社

東京都中央区銀座1丁目6番2号

(72)発明者 二塚 鍊成

福島県会津若松市扇町128-7 三菱伸銅
株式会社若松製作所内

(72)発明者 熊谷 淳一

福島県会津若松市扇町128-7 三菱伸銅
株式会社若松製作所内

(72)発明者 千葉 俊一

福島県会津若松市扇町128-7 三菱伸銅
株式会社若松製作所内

(74)代理人 弁理士 富田 和夫 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度Cu合金薄板条の製造方法

(57)【要約】

【目的】 特に曲げ加工性に優れた高強度Cu合金薄板条の製造法を提供する。

【構成】 Ni:2~5%、Si:0.3~1%、Zn:0.1~2%、Mg:0.001~0.05%、Sn:0.05~1%を含有し、残りがCuおよび不可避不純物からなり、かつ不可避不純物としての硫黄(S)および炭素(C)の含有量をそれぞれS:20ppm以下、C:20ppm以下とした組成を有するCu合金鋳塊を熱間圧延後水冷により急冷し、面削し、引き続いて冷間圧延と焼鈍を繰り返し施したのち、仕上げ前冷間圧延を施し、続いて仕上げ処理を施す高強度Cu合金薄板条の製造法において、上記仕上げ処理は、溶体化処理したのち一次時効処理し、ついで仕上げ冷間圧延したのち二次時効処理を施し、かつ上記二次時効処理は一次時効処理よりも相対的に高い温度で行うことを特徴とする。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、Ni:2~5%、Si:0.3~1%、Zn:0.1~2%、Mg:0.001~0.05%、Sn:0.05~1%を含有し、残りがCuおよび不可避不純物からなり、かつ不可避不純物として硫黄(S)および炭素(C)の含有量をそれぞれS:20ppm以下、C:20ppm以下とした組成を有するCu合金薄板を熱間圧延後急冷し、面削したのち冷間圧延と焼鈍を繰り返して施し、仕上げ前冷間圧延を施したのち、引き続いて仕上げ処理を施すCu合金薄板条の製造法において、

上記仕上げ処理は、溶体化処理したのち一次時効処理を施し、ついで仕上げ冷間圧延したのち二次時効処理を施す工程からなり、かつ上記二次時効処理は一次時効処理よりも相対的に高い温度で行なうことを特徴とする高強度Cu合金薄板条の製造法。

【請求項2】 上記仕上げ処理における、溶体化処理は、700~900℃で5秒~60分保持したのち急冷の条件で行い、一次時効処理は、300~600℃で0.5~12時間保持の条件で行い、

仕上げ冷間圧延は圧延率:5~35%の範囲で行い、二次時効処理は、350~650℃で0.01~600分保持の条件で行い、かつ、二次時効処理は一次時効処理よりも相対的に高い温度で行うことを特徴とする請求項1記載の高強度Cu合金薄板条の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 この発明は、従来よりも一層曲げ加工性に優れた電気電子部品、例えばコネクタやリードフレームなどを形成するための高強度Cu合金薄板条(板および条)の製造法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 Cu-Ni-Si系のCu合金は、強度と導電率を兼ね備えていることからコネクタ、リードフレーム等の電気電子部品材として古くから使用されてきた。このCu-Ni-Si系Cu合金薄板条の製造工程は、一般に鋳塊を熱間圧延後水冷により急冷し、面削し、引き続いて冷間圧延と焼鈍を繰り返して、仕上げ前冷間圧延を施したのち仕上げ処理を施す工程からなり、上記仕上げ処理は、650~900℃で溶体化処理する工程、圧延率:15~75%程度の仕上げ冷間圧延する工程、および350~550℃で時効処理する工程からなることが知られている(特開平5-59505号公報参照)。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 近年、かかる小型のコネクタやリードフレームなどの電気電子部品を作成するには、極端な曲げ加工を必要とする。しかし、上記従来の製造工程により製造されたCu-Ni-Si系Cu

2

合金薄板条を用いて極端な曲げ加工を施し、小型のコネクタやリードフレームなどの電気電子部品を作成すると、極端な曲げ加工部分にクラックが発生するなどの課題があった。

【0004】

【課題を解決するための手段】 そこで、本発明者等は、導電性、引張強さ、伸びなどの特性を損なうことなく、極端な曲げ加工を行ってもクラックが発生することない曲げ加工性に優れた高強度Cu合金薄板条を得るべく研究を行った結果、Cu合金薄板条を熱間圧延後水冷により急冷し、面削し、引き続いて冷間圧延と焼鈍を繰り返したのち仕上げ冷間圧延を施した薄板条を溶体化処理し、一次時効処理を施したのち仕上げ冷間圧延を施し、ついで一次時効処理温度よりも高い温度で二次時効処理を施すと、従来よりも曲げ加工性に優れたCu合金薄板条が得られるという知見を得たのである。

【0005】 この発明は、かかる知見にもとづいてなされたものであって、重量でNi:2~5%、Si:0.3~1%、Zn:0.1~1%、Mg:0.001~0.05%、Sn:0.05~1%を含有し、残りがCuおよび不可避不純物からなり、かつ不可避不純物としての硫黄(S)および炭素(C)の含有量をそれぞれS:20ppm以下、C:20ppm以下とした組成を有するCu合金薄板条を熱間圧延後水冷により急冷し、面削し、引き続いて冷間圧延と焼鈍を繰り返して施したのち、仕上げ前冷間圧延を施し、ついで仕上げ処理を施す高強度Cu合金薄板条の製造法において、上記仕上げ処理は、溶体化処理したのち一次時効処理し、ついで仕上げ冷間圧延したのち二次時効処理を施し、かつ上記二次時効処理は一次時効処理よりも相対的に高い温度で行う高強度Cu合金薄板条の製造法に特徴を有するものである。

【0006】 上記仕上げ処理における溶体化処理は、700~900℃で5秒~60分間保持後急冷の条件で行うことが好ましく、仕上げ冷間圧延は5~35%の範囲で行うことが好ましく、二次時効処理は350~650℃で0.01~600分保持の条件で行うことが好ましく、これらの条件は従来のCu-Ni-Si系Cu合金の製造条件の範囲内に含まれるが、この発明の高強度Cu合金薄板条の製造法においては、溶解溶体化処理と仕上げ冷間圧延工程の間に300~600℃で0.5~12時間保持の条件の一次時効処理を挿入することおよび上記一次時効処理は二次時効処理よりも相対的に低温度で行うことを特徴とするものである。

【0007】 この発明の製造法で使用するCu合金の成分組成を限定した理由は下記の通りである。

【0008】 (a) NiおよびSi

これら両成分は、結合して素地に微細に分散する、主体がNi₂Siからなる金属間化合物を形成し、もって強度を向上させる作用をもつが、その含有量がNi:2%

未満およびSi:0.3%未満では所望の強度向上効果が得られず、一方、Niの含有量が5%を超えると導電率が低下するようになり、またSiの含有量が1%を超えると熱間加工性が低下するようになることから、その含有量をそれぞれNi:2~5%、Si:0.3~1%と定めた。

【0009】(b) Zn

Zn成分には、はんだの耐熱剥離性を向上させる作用があるが、その含有量が0.1%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方その含有量が2%を超えると導電率が急激に低下するようになることから、その含有量を0.1~2%と定めた。

【0010】(c) Mg

Mg成分には、熱間加工性を向上させる作用があるが、その含有量が0.001%未満では所望の熱間加工性向上効果が得られず、一方その含有量が0.05%を超えてもより一層の向上効果が現れないことから、その含有量を0.001~0.05%と定めた。

【0011】(d) Sn

Sn成分には、半導体デバイス等の封止材であるエポキシ樹脂との密着強度を向上させる作用があるが、その含有量が0.05%未満では前記作用に所望の向上効果が得られず、一方その含有量が1%を超えると導電性が低下するようになることから、その含有量を0.05~1%と定めた。

【0012】(e) 不可避不純物としてのSおよびC
一般に、この種のCu合金は不可避不純物としてSおよびCをそれぞれ30ppm以下含有するが、これらのSおよびCの含有量をそれぞれ20ppm以下にしないと、上記のSnによる所望の密着強度向上効果が得られないことから、これらSおよびCの含有量をそれぞれ20ppm以下に制限しなければならない。

【0013】この発明の製造方法においては、上記成分組成のCu合金集会を得た後、従来製造方法と同じように、熱間圧延後水冷により急冷し、面削し、冷間圧延と焼鈍を繰り返し、仕上げ前圧延を行うが、引き続いて以下の仕上げ処理を施すことに特徴があり、この仕上げ処理に含まれる各処理の条件限定理由は以下の通りである。

【0014】(f) 溶体化処理

Ni珪化物の析出をできるだけ抑え、再結晶粒の粗大化を避けるために行う処理であって、処理温度が低い場合には長時間、処理温度が高い場合には短時間保持するようにして実施するものであるが、700℃未満で60分を超えて保持しても固溶限以上のNi珪化物が粗大化し好ましくなく、一方、950℃を超える温度で5秒未満保持してもNi珪化物の固溶化が不十分なので好ましくない。したがって、溶体化処理条件は700~950℃に5秒~60分保持に定めた。

【0015】(g) 一次時効処理

上記溶体化処理を行ってNi珪化物の析出をできるだけ抑え、再結晶粒の粗大化を防止したのち、仕上げ冷間圧延前にNi珪化物を微細かつ多量に析出させ、強度を向上させた状態で仕上げ冷間圧延を行うと、曲げ加工性が大幅に向上するが、その際に、300℃未満で12時間を超えて保持しても、また600℃を超えて0.5時間未満保持しても曲げ加工性向上に十分な効果が得られないことから、一次時効処理条件は300~600℃、0.5~12時間保持に定めた。

【0016】(h) 仕上げ冷間圧延

仕上げ冷間圧延は、二次時効処理の効果を一層高めるために実施するが、圧延率が5%未満では強度向上の効果が少なく、圧延率が35%を超えると曲げ加工時にクラックが発生するようになることから、その圧延率は5~35%に定めた。

【0017】(i) 二次時効処理

Ni珪化物を微細に析出させ、強度を向上させるために行うが、特に曲げ加工性を向上させるためには一次時効処理温度よりも相対的に高い温度で処理することが好ましいところから、350~650℃、0.01~600分の条件に定めた。

【0018】

【実施例】

実施例1

表1に示す成分組成(重量%)を有するCu合金を、通常の低周波誘電溶解炉を用い、半連続鋳造法にて厚さ:150mm、幅:500mm、長さ:3000mm、の寸法を持った鋳塊にした。この鋳塊に950℃の圧延開始温度で熱間圧延を施して厚さ:11mmの熱延板とし、水冷後、前記熱延板の上下面を面削して厚さ:10mmとした。これを冷間圧延、焼鈍および酸洗を繰り返し、仕上げ前冷間圧延により表2~表4に示される厚さの薄板を製作した。

【0019】上記仕上げ前冷間圧延されて得られた表2~表4に示される厚さの薄板を、塩浴炉内に表2~表4に示される温度×時間保持したのち、ただちに水冷の溶体化処理を施し、酸洗、研磨したのち無酸化炉にて表2~表4に示される温度×時間の一次時効処理を施し、ついで表2~表4に示される圧延率で仕上げ冷間圧延したのち、引き続いて表2~表4に示される温度×時間保持の二次時効処理を施すことにより本発明法1~20および比較法1~7を実施した。さらに、二次時効処理を省略した比較法8、および一次時効処理のない従来法1を実施した。これら本発明法1~20、比較法1~8および従来法1により製造したCu合金薄板について、下記の方法で引張強さ、伸び、曲げ加工性および導電率を測定し、それらの測定結果を表5~表8に示した。

【0020】(A) 引張強さおよび伸びの測定

試料を圧延方向に平行(表5~表8にBWで示す)および直角(表5~表8にGWで示す)に採取したJIS

13号 B試験片を用いて引張強さおよび伸びを測定した。

【0021】(B) 導電率の測定

JIS H0505に準拠して測定した。

【0022】(C) 曲げ加工性の測定

CES M0002-5に準拠し、荷重：9807N、
内側曲げ半径R：0～0.75mm（0.075mmの倍
数）、曲げ軸を圧延方向に平行および直角にし、W曲げ*

*の中央曲げ部を75倍の光学顕微鏡で観察し、クラック
が発生したときの内側曲げ半径（R）／板厚（t）の値
を測定した。このようにして測定したR／tの値は小さ
いほど曲げ加工性が優れており、大きいほど曲げ加工性
が悪いことを示すものである。

【0023】

【表1】

Cu 合 金	成 分 組 成 (重量%)							
	Ni	Si	Zn	Sn	Mg	S	C	Cu
	3.51	0.76	0.37	0.23	0.013	0.0016	0.0008	残部

【0024】

【表2】

種 別	仕 上 げ 処 理 条 件				仕上げ前冷間 圧延による板厚 (mm)
	溶体化処理 (温度×時間)	一次時効処理 (温度×時間)	仕上げ厚さ0.15mmまで の仕上げ冷間圧延率 (%)	二次時効処理 (温度×時間)	
1	800℃×10秒	450℃×2時間	20	500℃×180分	本 発 明 法
2	750℃×30秒	430℃×3時間	15	450℃×180分	
3	800℃×10秒	500℃×1時間	20	530℃×240分	
4	850℃×5秒	450℃×2時間	10	500℃×240分	
5	780℃×40分	450℃×2時間	15	480℃×600分	
6	700℃×20秒	450℃×2時間	10	500℃×120分	
7	900℃×10秒	450℃×2時間	10	500℃×120分	
8	800℃×5分	300℃×2時間	10	480℃×0.5分	
9	800℃×5分	350℃×2時間	10	480℃×0.5分	
10	800℃×5分	500℃×2時間	10	580℃×0.1分	

【0025】

7

(5)

特開平7-90520

8

* * 【表3】

種 別	仕 上 げ 処 理 条 件	仕上げ前冷間 圧延による板厚 (mm)	仕 上 げ		
			溶 体 化 処 理 (温度×時間)	一 次 時 効 処 理 (温度×時間)	二 次 時 効 処 理 (温度×時間)
11	本 発 明 法	0.167	800℃×5分	550℃×2時間	580℃×0.1分
12		0.158	850℃×5秒	450℃×3時間	500℃×0.1分
13		0.200	850℃×5秒	450℃×3時間	500℃×0.1分
14		0.214	850℃×5秒	450℃×3時間	500℃×0.1分
15		0.231	850℃×5秒	450℃×3時間	500℃×0.1分
16		0.176	800℃×5分	450℃×3時間	470℃×0.2分
17		0.176	800℃×5分	450℃×3時間	500℃×0.2分
18		0.176	800℃×5分	450℃×3時間	520℃×0.2分
19		0.176	800℃×5分	450℃×3時間	550℃×0.2分
20		0.176	800℃×5分	450℃×3時間	570℃×0.2分

【0026】

【表4】

種 別	仕上げ前冷間 圧延による板厚 (mm)	仕 上 げ 処 理 条 件			
		溶 体 化 処 理 (温度×時間)	一 次 時 効 処 理 (温度×時間)	仕上げ厚さ0.15mmまで の仕上げ冷間圧延率 (%)	二 次 時 効 処 理 (温度×時間)
比 較 法	1	800℃×5分	250℃*×8時間	10	450℃×240分
	2	850℃×30秒	650℃*×3時間	5	400℃×180分
	3	900℃×10秒	500℃×2時間	3*	550℃×10分
	4	650℃*×10時間	450℃×3時間	10	550℃×10分
	5	950℃*×40分	450℃×2時間	20	500℃×1分
	6	700℃×1時間	450℃×2時間	30	400℃*×1分
	7	750℃×30分	450℃×2時間	15	200℃*×240分
	8	850℃×5秒	450℃×2時間	40	-*
従来法 1	0.250	850℃×5秒	-*	40	450℃×180分

*印は、この発明の条件から外れた値を示す。

[0027]

[表5]

種 別		1), 2) 試料の採取方向	C u 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% I A C S)
本 発 明 法	1	GW	830	6	1	40
		BW	810	6	1	
	2	GW	810	6	0.5	41
		BW	800	7	0.5	
	3	GW	850	8	1	39
		BW	820	9	1	
	4	GW	860	7	1	38
		BW	820	8	1	
	5	GW	840	7	1	39
		BW	810	8	1	
	6	GW	815	8	1	41
		BW	805	9	1	
	7	GW	840	6	1	38
		BW	815	6	1	
	8	GW	800	8	0.5	38
		BW	790	9	0.5	

[0028]

[表6]

種 別		1), 2) 試料の採取方向	Cu 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)
本 発 明 法	9	GW	807	8	0.5	41
		BW	795	9	0.5	
	10	GW	812	8	0.5	40
		BW	800	9	0.5	
	11	GW	810	9	0.5	41
		BW	800	10	0.5	
	12	GW	830	8	0.5	40
		BW	810	9	0.5	
	13	GW	860	6	1	38
		BW	820	6	1	
	14	GW	865	6	1	38
		BW	835	5	1.5	
	15	GW	870	5	1.5	38
		BW	860	5	1.5	
	16	GW	840	7	1	41
		BW	823	8	1	

【0029】

【表7】

種 別		1), 2) 試料の採取方向	Cu 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)
本 発 明 法	17	GW	840	8	1	41
		BW	820	9	1	
	18	GW	837	9	1	40
		BW	817	9	1	
	19	GW	830	9	1	40
		BW	815	9	1	
	20	GW	825	9	0.5	41
		BW	812	10	0.5	
比 較 法	1	GW	730	8	1	32
		BW	700	9	1	
	2	GW	770	9	1	42
		BW	740	10	1	
	3	GW	730	8	1	40
		BW	705	9	1	
	4	GW	650	8	1	45
		BW	630	9	1	

[0030]

[表8]

種 別		1), 2) 試料の採取方向	Cu 合 金 薄 板 の 特 性			
			引 張 り 強 さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲 げ 加 工 性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)
比 較 法	5	GW	850	5	2	32
		BW	820	5	2	
	6	GW	780	4	1.5	38
		BW	770	5	1.5	
	7	GW	800	5	1.5	37
		BW	780	6	1.5	
	8	GW	880	2	4	39
		BW	885	1	5	
従 来 法	1	GW	760	7	3.0	39
		BW	770	8	2.5	

1) GWは圧延方向に平行に採取した試料を示す。

2) BWは圧延方向に垂直に採取した試料を示す。

3) 曲げ加工性は曲げ軸が圧延方向に直角の場合GW、平行の場合BWとした。

4) Rは内側曲げ半径、tは板厚を示す。

【0031】表2～表8に示される内容、結果から、溶体化処理→一次時効処理→仕上げ冷間圧延→二次時効処理という工程の仕上げ処理した本発明法1～20により得られたCu合金薄板は、溶体化処理→仕上げ冷間圧延→時効処理という工程の仕上げ処理した従来法1により得られたCu合金薄板に比べて、いずれも曲げ加工性が優れていることがわかる。しかし、同じ仕上げ処理を行ってもこの発明の条件から外れた温度および圧延率で仕上げ処理した比較法1～7、並びに二次時効処理を省略した比較法8は、引張強さ、伸び、曲げ加工性、導電率のうち少なくとも1つは好ましくない値となることがわかる。

【0032】実施例2

表9に示される成分組成の異なるCu合金鋳塊を実施例1と同じ条件で厚さ：11mmの熱延板を作製し、水冷後、前記熱延板の上下面を面削して厚さ：10mmとし、

これに冷間圧延、焼鈍および酸洗を繰り返し施し、仕上げ前圧延により厚さ：1.0mmの仕上げ前圧延板を用意した。この仕上げ前圧延板に、温度：800℃、10秒保持後水冷の溶体化処理を施したのち、温度：450℃、3時間保持の一次時効処理を施し、この一次時効処理を施したCu合金薄板に、さらに圧延率：15%の仕上げ冷間圧延を施し、ついで、温度：500℃、0.5分保持の二次時効処理を施すことにより厚さ：0.15mmのCu合金薄板を作製し、本発明法21～23、比較法10～21を実施した。

【0033】この発明法21～23、比較法10～21で得られたCu合金薄板を実施例1と同様にして引張強さ、伸び、曲げ加工性および導電率を測定し、それらの測定結果を表10および表11に示した。さらにその他の特性についても表10および表11の備考欄に示した。

【0034】

* * 【表9】

種別		Cu合金薄板の成分組成（重量％）							Cu+ 不純物
		Ni	Si	Zn	Mg	Sn	S	C	
本発明法	21	2.5	0.6	0.3	0.015	0.1	0.002	0.001	残
	22	3.0	0.7	0.5	0.010	0.2	0.001	0.001	残
	23	3.5	0.8	0.3	0.010	0.2	0.001	0.001	残
比較	10	1.5*	0.4	0.4	0.007	0.3	0.002	0.001	残
	11	6.0*	1.5	0.3	0.009	0.2	0.001	0.001	残
	12	2.5	0.1*	0.3	0.009	0.2	0.001	0.001	残
	13	5.0	1.3*	0.3	0.012	0.3	0.002	0.002	残
	14	3.3	0.7	0.05*	0.013	0.2	0.001	0.002	残
	15	3.1	0.75	2.5*	0.009	0.2	0.001	0.002	残
	16	2.7	0.7	0.4	0.005*	0.4	0.002	0.001	残
	17	2.8	0.7	0.5	0.07*	0.4	0.002	0.001	残
校法	18	3.0	0.65	0.3	0.012	0.03*	0.002	0.002	残
	19	2.8	0.7	0.3	0.013	1.2*	0.001	0.001	残
	20	2.8	0.7	0.3	0.008	0.4	0.003*	0.002	残
	21	3.0	0.72	0.3	0.012	0.4	0.001	0.003*	残

(*印は、この発明の範囲から外れた値を示す。)

【0035】

【表10】

種 別	1), 2) 試料の採取方向	Cu 合金 薄 板 の 特 性				備 考
		引張り強さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)	
21 本 発 明	GW	810	6	1	45	-
	BW	800	6	1		
22 明 法	GW	830	6	0.5	40	-
	BW	810	6	0.5		
23 法	GW	850	6	0.5	36	-
	BW	820	7	0.5		
10 比	GW	720	5	1.0	52	-
	BW	700	6	1.0		
11 較	GW	880	4	1.5	25	-
	BW	860	4	1.5		
12 法	GW	700	8	1.0	38	-
	BW	680	7	1.0		
13 法	GW	870	4	1.5	28	-
	BW	850	5	1.0		
14 法	GW	830	8	1.0	38	ハンダ耐熱 剥離性不良
	BW	810	6	1.0		

【0036】

【表11】

種 別	1), 2) 試料の採取方向	Cu 合 金 薄 板 の 特 性				備 考
		引張り強さ (N/mm^2)	伸 び (%)	3), 4) 曲げ加工性 (R/t)	導 電 率 (% IACS)	
15	GW	850	5	1	25	-
	BW	820	5	1		
16	GW	820	8	1	43	熱間加工性 不良
	BW	800	8	1		
17	GW	820	6	1	30	-
	BW	800	6	1		
18	GW	840	5	1	41	樹脂との密着 強度不良
	BW	810	6	1		
19	GW	830	8	1	21	-
	BW	810	6	1		
20	GW	820	6	1	40	熱間加工性 不良
	BW	800	8	1		
21	GW	830	6	1	39	熱間加工性 不良
	BW	800	8	1		

1) GWは圧延方向に平行に採取した試料を示す。
 2) BWは圧延方向に垂直に採取した試料を示す。
 3) 曲げ加工性は曲げ軸が圧延方向に直角の場合GW、平行の場合BWとした。
 4) Rは内側曲げ半径、tは板厚を示す。

【0037】表9～表11に示される結果から、原料として、Ni:2～5%、Si:0.3～1%、Zn:0.1～2%、Mg:0.001～0.05%、Sn:0.05～1%を含有し、残りがCuおよび不可避不純物からなり、かつ不可避不純物としての硫黄(S)および炭素(C)の含有量をそれぞれS:20ppm以下、C:20ppm以下とした組成を有するCu-Ni-Si系Cu合金を用いた本発明法21～23により得られたCu合金薄板は、この発明の条件から外れている比較法10～21に比べて、いずれも特性が優れていることが

わかる。

【0038】

【発明の効果】上述のように、この発明によると、強度および導電性を劣化させることなく曲げ加工性の優れたCu合金薄板条を製造することができ、この発明の製造法により製造されたCu合金薄板条を用いて過酷な曲げ加工を施すことが可能となり、一層小型のコネクター、リードフレームなどの電気電子部品を製造することができ、産業の発展に大いに貢献しうるものである。

フロントページの続き

(72)発明者 菊川 一徳

福島県会津若松市扇町128-7 三菱伸銅
株式会社若松製作所内